

به نام خدا



مرکز دانلود رایگان مهندسی متالورژی و مواد

www.Iran-mavad.com



Experimental and analytical study of Superplastic-like deformation behavior of $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ bulk metallic glass under compressive loading

Abstract

In this paper, the superplastic-like deformation of $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ bulk metallic glass (BMG) was studied using high temperature compression tests. Amorphous samples tested at three temperatures of 392, 412 and 432°C around the glass transition temperature at $\dot{\epsilon} = 10^{-4} s^{-1}$. Homogeneous flow is observed with extended plasticity. In order to study the strain rate effects, samples tested at different strain rates of 10^{-4} , 10^{-3} , 5×10^{-3} and $10^{-2} s^{-1}$ at constant temperature of 432°C. Newtonian type of flow behavior is confirmed with a strain rate exponent of $m=0.73$. True stress-strain curves resulted from high temperature compression tests were simulated using the finite element method and then compared with the experimental curves. The predicted flow curves were in good agreement with the flow curves obtained from the high temperature compression tests.

Keywords: Bulk metallic glasses, Superplastic-like deformation, Free volume, Finite element method

بررسی تجربی و تحلیلی رفتار تغییر شکل شبه سوپر پلاستیک آلیاژ آمورف توده‌ای $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ در بارگذاری فشاری

چکیده

در این پژوهش به منظور بررسی رفتار تغییر شکل شبه سوپر پلاستیک آلیاژ آمورف توده‌ای $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ از آزمون فشار در دمای بالا استفاده شد. به منظور مطالعه‌ی اثرات دما بر روی آلیاژ آمورف توده‌ای فوق، نمونه‌ها در نرخ کرنش ثابت $10^{-4} S^{-1}$ در دماهای ۳۹۲، ۴۱۲ و ۴۳۲ درجه‌ی سانتیگراد و در نزدیکی دمای شیشه‌ای شدن مورد مطالعه قرار گرفتند. سپس به منظور مطالعه‌ی اثرات نرخ کرنش، نمونه‌ها در دمای ثابت ۴۳۲ درجه‌ی سانتیگراد در نرخ‌های کرنش 10^{-4} ، 10^{-3} ، 5×10^{-3} و $10^{-2} S^{-1}$ مورد مطالعه قرار گرفتند. مطالعات نشان‌دهنده‌ی رفتار شبه سوپر پلاستیک فشاری برای آلیاژ فوق می‌باشند. در دمای ۴۳۲ درجه‌ی سانتیگراد، میزان حساسیت به نرخ کرنش 0.73 می‌باشد. منحنی‌های تنش کرنش حقیقی حاصل از آزمون فشار در دمای بالا به وسیله‌ی روش اجزا محدود و با رعایت تمامی جوانب و اعمال تمامی شرایط مرزی مورد شبیه‌سازی قرار گرفتند. نتایج نشان می‌دهند که این منحنی‌ها دارای تطابق خوبی با منحنی‌های حاصل از نتایج تجربی می‌باشند.

کلیدواژه‌ها: آمورف توده‌ای، تغییر شکل شبه سوپر پلاستیک، حجم آزاد، روش اجزاء محدود

Conference 2014

مقدمه

بعد از اقدام پیش‌تازانه‌ی کلمنت (Klement)، ویلنز (Willens) و دووز (Duwez) (۱۹۶۰)، در سنتز سیستم شیشه‌ی فلزی Au-Si به وسیله‌ی تکنیک انجماد سریع برای اولین بار در سال ۱۹۶۰، طی پنج دهه‌ی اخیر، پیشرفت گسترده‌ای در سنتز آلیاژهای آمورف توده‌ای از طریق روش‌های ریخته‌گری مستقیم با سرعت‌های پایین سرد شدن صورت گرفته است (پکر (Peker) و جانسون (Johnson)، ۱۹۹۳؛ اینوئه (Inoue)، ۲۰۰۰). آلیاژهای آمورف توده‌ای به دلیل خواص مکانیکی، شیمیایی، مغناطیسی و الکتریکی، مانند سختی و استحکام مکانیکی بالا، کاهش اصطکاک لغزشی و مقاومت به سایش بالا، مقاومت به خوردگی بالا، خواص مغناطیسی عالی و خواص نوری و الکتریکی کم نظیر، روز به روز برای مطالعه جذاب‌تر می‌شوند. تغییر شکل شیشه‌های فلزی، رفتار سوپرپلاستیک و همگن را در ناحیه‌ی مایع تحت تبرید^۱ (SLR) بین دمای انتقال شیشه (T_g) و دمای شروع تبلور (T_x) از خود نشان می‌دهند اما در دمای اتاق، آن‌ها به دلیل رفتار تغییر شکل ناهمگن بسیار ترد هستند (چو (Chu) و همکاران، ۲۰۰۶). علاوه بر این رفتار تغییر شکل در SLR بسته به دما و سرعت اعمال تنش، می‌تواند سیلان نیوتنی و غیرنیوتنی را نشان دهد. در مقایسه با آلیاژهای شیشه‌ای سنتی، آلیاژهای آمورف توده‌ای، ناحیه‌ی مایع تحت تبرید گسترده‌تری را نشان می‌دهند. این مطلب باعث می‌شود تا شیشه تحت فشار اعمالی پایین در ناحیه‌ی مایع تحت تبرید، شکل‌دهی شود که دارای اهمیت عملی است (شن (Shen) و شوارتز (Schwarz)، ۱۹۹۹؛ کاوامورا (Kawamura) و همکاران، ۲۰۰۱؛ لو (Lu)، راویچاندرا (Ravichandran)، جانسون، ۲۰۰۳).

با توجه به این که مواد آمورف با همان چیدمان اتمی مذاب به حالت جامد تبدیل می‌شوند، تعداد مکان‌های خالی یا حجم آزاد در آن‌ها بیشتر است (حداد سبزواری و صاحبیان سقی، ۱۳۸۶). مفهوم حجم آزاد در ابتدا به وسیله‌ی کوهن (Cohen) و ترن‌بال (Turnbull) (۱۹۵۸) برای ساختارهای مایع توسعه پیدا کرد. کمی بعد اسپاپن (Spaepen) (۱۹۷۷)، آن را برای ساختارهای شیشه‌ای به منظور مشخص کردن تغییر شکل پلاستیک در مقیاس اتمی توسعه داد. اسپاپن یک مدل تک جهتی را در محیط پیوسته برای بررسی رفتار مواد آمورف توده‌ای ارائه داد. در این مدل، رفتار غیرالاستیک مواد آمورف بر اساس نامنظم‌سازی ایجاد شده در ریزساختار ماده توصیف می‌شود. نامنظم‌سازی ایجاد شده در ریزساختار در اثر تغییر شکل ایجاد می‌شود و مناطق حجم آزاد را تحت تأثیر قرار می‌دهد (هنان (Henann) و آناند (Anand)، ۲۰۰۸). این مدل به وسیله‌ی دی‌هی (De Hey) و همکارانش (۱۹۹۸) به منظور تحلیل داده‌های تجربی آلیاژ آمورف توده‌ای $Pd_{40}Ni_{40}P_{20}$ به کار رفت. گائو (Gao) (۲۰۰۶) یک زیرروال را از طریق تعمیم مدل حجم آزاد و در چارچوب روش اجزاء محدود به منظور شبیه‌سازی رفتار آلیاژهای آمورف توده‌ای ارائه داد. در پژوهش حاضر برای اولین بار و با استفاده از زیرروال ارائه شده توسط گائو، تمام منحنی تنش-کرنش به روش اجزاء محدود مورد شبیه‌سازی قرار گرفت و نتایج شبیه‌سازی با منحنی تنش-کرنش تجربی به دست آمده از آزمون فشار گرم مقایسه گردید.

شبیه‌سازی عددی تغییر شکل شبه سوپر پلاستیک $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$

اسپاین (۱۹۷۷) سیلان مومسان را براساس مدل حجم آزاد مورد بررسی قرار داد و وقوع تغییر شکل را به عنوان مجموعه‌ای از پرش‌های اتمی موضعی نفوذ- مانند به مکان‌های خالی در نواحی با حجم آزاد وسیع تئوریزه کرد. در مدل بنیادین اسپاین، در غیاب تنش اعمالی، نرخ پرش‌های یک اتم به مکان خالی همسایه در جهت مستقیم و معکوس مشابه است و از تابع نمایی انرژی اکتیواسیون تبعیت می‌کند. در صورتی که انرژی متوسط به یک جهت خاص تمایل داشته باشد، پرش‌ها بیشتر در آن جهت اتفاق می‌افتند. در نتیجه، قسمت ویسکوز برگشت‌ناپذیر نرخ کرنش می‌تواند به وسیله‌ی رابطه‌ی سیلان ۱ ارائه شود.

$$\frac{\partial \gamma^p}{\partial t} = 2f \exp\left(-\frac{\alpha v^*}{\bar{v}_f}\right) \exp\left(-\frac{\Delta G^m}{k_B T}\right) \sinh\left(\frac{\tau \Omega}{2k_B T}\right) \quad (1)$$

در این معادله f فرکانس ارتعاش اتمی، α فاکتور هندسی درجه اول، v^* حجم بحرانی، \bar{v}_f حجم آزاد میانگین به ازای هر اتم، ΔG^m انرژی اکتیواسیون، Ω حجم اتمی، τ تنش برشی، k_B ثابت بولتزمن و T دمای مطلق می‌باشد. فرایند نامنظم‌سازی ساختاری ناشی از تنش می‌تواند به وسیله‌ی ایجاد حجم آزاد حین اعمال تنش ایجاد شود.

بنابر مدل اسپاین، در اثر تنش اعمالی، یک اتم می‌تواند در مکان‌های خالی کوچکی که در همسایگی آن وجود دارد، فشرده شود و اتم‌های موجود در همسایگی خود را به اطراف هل دهد و سبب ایجاد حجم آزاد اضافی گردد. ضمناً مناطق حجم آزاد می‌توانند به وسیله‌ی پرش‌های اتمی ناشی از نفوذ حذف شوند. در پایان، افزایش نرخ حجم آزاد برابر است با:

$$\frac{\partial \bar{v}_f}{\partial t} = v^* f \exp\left(-\frac{\alpha v^*}{\bar{v}_f}\right) \exp\left(-\frac{\Delta G^m}{k_B T}\right) \left\{ \frac{2\alpha k_B T}{\bar{v}_f C_{eff}} \left(\cosh \frac{\tau \Omega}{2k_B T} - 1 \right) - \frac{1}{n_D} \right\} \quad (2)$$

در رابطه‌ی ۲ تعداد پرش‌های اتمی مورد نیاز به منظور حذف حجم آزاد معادل با v^* با n_D نشان داده شده است و معمولاً مقداری بین ۱۰-۳ دارد. C_{eff} مدول الاستیک موثر است و به صورت رابطه‌ی ۳ نشان داده می‌شود. E مدول یانگ و ν نسبت پواسون است.

$$C_{eff} = \frac{E}{3(1-\nu)} \quad (3)$$

روابط ۱ و ۲ یک مقیاس زمانی مشخصه را ارائه می‌کنند که به صورت رابطه ۴ بیان می‌شود.

$$t^* = f^{-1} \exp\left(\frac{\Delta G^m}{k_B T}\right) \quad (4)$$

در تمام روابط زیر علامت نقطه روی کمیت‌ها به صورت $(\dot{}) = f^{-1} \exp(\frac{\Delta G^m}{k_B T}) (\frac{\partial ()}{\partial t})$ تعریف می‌شود. این تعریف معادل با در نظر گرفتن زمان به صورت نرمالیزه‌ی t/t^* است.

روابط ۱ و ۲ با استفاده از تنش میزز به وسیله‌ی روابط زیر به تنش چند محوری تعمیم داده می‌شوند.

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^p = \exp\left(-\frac{1}{v_f}\right) \sinh\left(\frac{\sigma_{ij}}{\sigma_0}\right) \frac{S_{ij}}{\sigma_0} \quad (5)$$

$$v_f = \frac{1}{\alpha} \exp\left(-\frac{1}{v_f}\right) \left\{ \frac{3(1-\nu)}{E} \left(\frac{\sigma_0}{\beta v_f}\right) \left(\cosh\left(\frac{\sigma_0}{\sigma_0}\right) - 1\right) - \frac{1}{n_D} \right\} \quad (6)$$

که σ_0 تنش مرجع و v_f حجم آزاد معیار است و به صورت زیر نشان داده می‌شوند.

$$\sigma_0 = \frac{2k_B T}{\Omega} \quad (7)$$

$$\beta = \frac{v^*}{\Omega} \quad (8)$$

$$v_f = \frac{\bar{v}_f}{\alpha v^*} \quad (9)$$

این روابط، قانون بنیادین را برای آلیاژ آمورف ارائه می‌کنند (گائو، ۲۰۰۶).

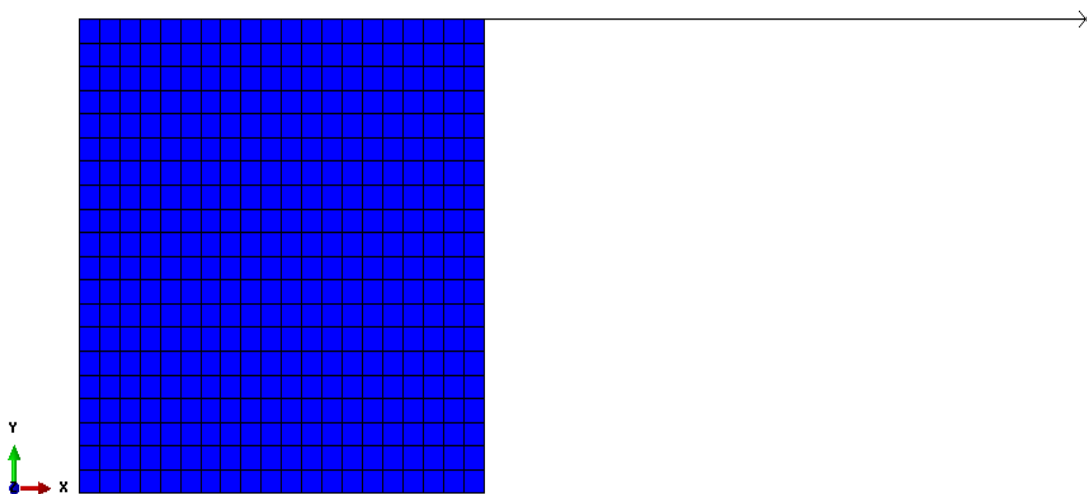
مواد و روش تحقیق

در تحقیق ارائه شده از آلیاژ آمورف توده‌ای $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ استفاده شد. به منظور تولید نمونه، از فلزات زیرکینیم، مس، آلومینیم و نیکل با درجه خلوص به ترتیب ۹۹/۹۹، ۹۹/۹۹، ۹۹/۹۹ و ۹۹/۹۹ استفاده شد. جهت تولید نمونه، کوره خلا با مشخصات Compact Arc Melter MAM-1 مورد استفاده قرار گرفت. بدین ترتیب سه نمونه از آلیاژ مورد نظر به صورت استوانه‌ای شکل با قطر ۵ میلی‌متر و طول تقریبی ۲۵ میلی‌متر تهیه گردید. نمونه‌های استفاده شده جهت آزمایش فشار، به شکل استوانه‌هایی با قطر و ارتفاع ۵ میلی‌متر برش داده شدند. برش نمونه‌ها به وسیله‌ی دستگاه وایرکات صورت گرفت تا صاف و موازی بودن سطوح تضمین گردد و نیز از وقوع استحاله در ساختار جلوگیری شود.

جهت انجام آزمایش فشار از دستگاه Santam-STM-150 استفاده شد. این دستگاه مجهز به کوره‌ی سه ناحیه‌ای می‌باشد. به منظور جلوگیری از گرم شدن بیش از حد Load cell فک بالا، از عبور جریان آب در نزدیکی آن استفاده شد. جهت شروع آزمایش، نمونه بر روی سندان دستگاه قرار گرفت. به منظور کاهش اصطکاک فک دستگاه با نمونه از گرافیت استفاده شد. کوره با نرخ گرم شدن ۲۰ درجه سانتیگراد بر دقیقه گرم شد. بعد از رسیدن دمای نمونه به دمای مورد نظر، نمونه‌ها به مدت ۱۵ دقیقه قبل از شروع آزمایش آنیل شدند تا مناطق حجم آزاد به تعادل برسند. به منظور مطالعه‌ی اثرات دما بر روی آلیاژ آمورف توده‌ای $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ ، آزمایشات فشار در نرخ کرنش اولیه‌ی $10^{-4}s^{-1}$ برای دماهای ۳۹۲، ۴۱۲ و ۴۳۲ درجه‌ی سانتیگراد انجام شد. درحالی که به منظور مطالعه‌ی اثرات نرخ کرنش اولیه، نمونه‌ها در دمای ثابت ۴۳۲ درجه‌ی سانتیگراد در نرخ‌های کرنش مختلف 10^{-4} ، 10^{-3} ، 5×10^{-3} و $10^{-2}s^{-1}$ تحت آزمایش فشار قرار گرفتند.

مدل‌سازی آزمایش فشار گرم به روش اجزاءمحدود

جهت انجام مدل‌سازی از نرم‌افزار چندمنظوره‌ی آباکوس استفاده شد. در این پژوهش به منظور مدل‌سازی رفتار فشار گرم آلیاژ آمورف توده‌ای $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ از مدلی مانند آنچه در شکل ۱ آمده است، استفاده شد.



شکل ۱- مدل مربعی مورد استفاده جهت مدل‌سازی رفتار فشار گرم آلیاژ آمورف توده‌ای $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$.

با توجه به مدلی که در این پژوهش به کار گرفته شده است و شرایط مرزی و بارگذاری، می‌توان این مدل را به صورت یک مدل متقارن محوری^۱ در نظر گرفت. جهت مدل‌سازی فشار اعمالی در آزمایش عملی از یک جسم صلب که به صورت یک خط صاف در بالای نمونه در شکل ۱ نمایان است، استفاده شد. لازم به ذکر است که جهت اعمال جابجایی به این جسم صلب، نقطه‌ای به عنوان نقطه مرجع (RP) بر روی آن تعریف شد.

جهت مدل‌سازی از ۴۰۰ المان چهارگره‌ای مربعی دارای تقارن محوری در حالت کاهش یافته (CAX4R) استفاده شد. در این مدل‌سازی، رفتار آلیاژ آمورف توده‌ای $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ با توجه به قوانین و روابط بنیادین ۱ تا ۹ توصیف گردید. به این منظور از یک زیرروال^۲ که توسط گائو ارائه شده است به عنوان یوزرمتریال در محیط اباکوس استفاده شد (گائو، ۲۰۰۶).

شرایط مرزی مورد استفاده عبارتند از:

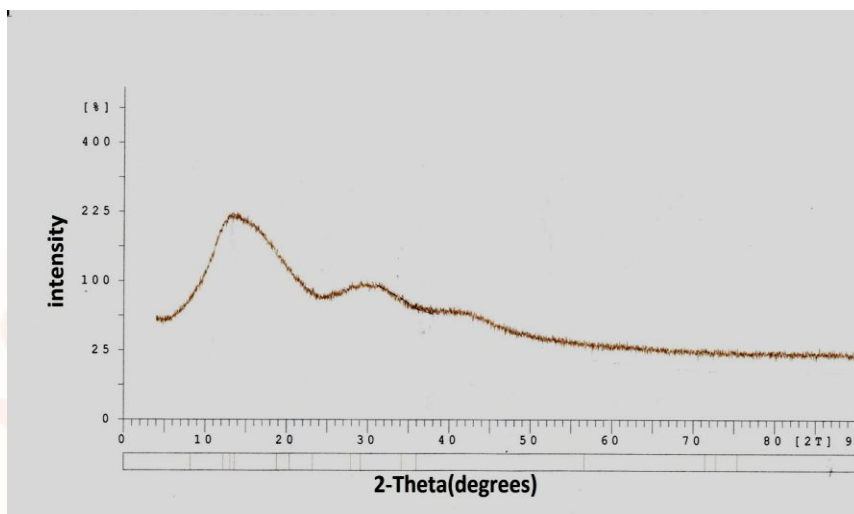
- ۱- گره‌های واقع در کف نمونه در جهت Y مقید شده‌اند. به این معنی که این گره‌ها در جهت Y فاقد جابجایی هستند و در جهت X آزادانه می‌توانند حرکت کنند.
 - ۲- گره‌های واقع در سمت چپ نمونه (روی محور تقارن Y) در جهت X مقید شده‌اند. به این معنی که این گره‌ها در جهت X فاقد جابجایی هستند و در جهت Y آزادانه می‌توانند حرکت کنند.
 - ۳- گره مرجع مربوط به جسم صلب در جهت X مقید می‌شود تا جابجایی جسم صلب تنها در جهت Y رخ داده و در جهت X هیچ گونه انحرافی در حرکت جسم صلب رخ ندهد.
- سایر گره‌ها فاقد هر گونه شرایط مرزی می‌باشند. با اعمال جابجایی به گره مرجع مربوط به جسم صلب در جهت Y، بارگذاری صورت پذیرفت.

1-Axisymmetric

2-Subroutine

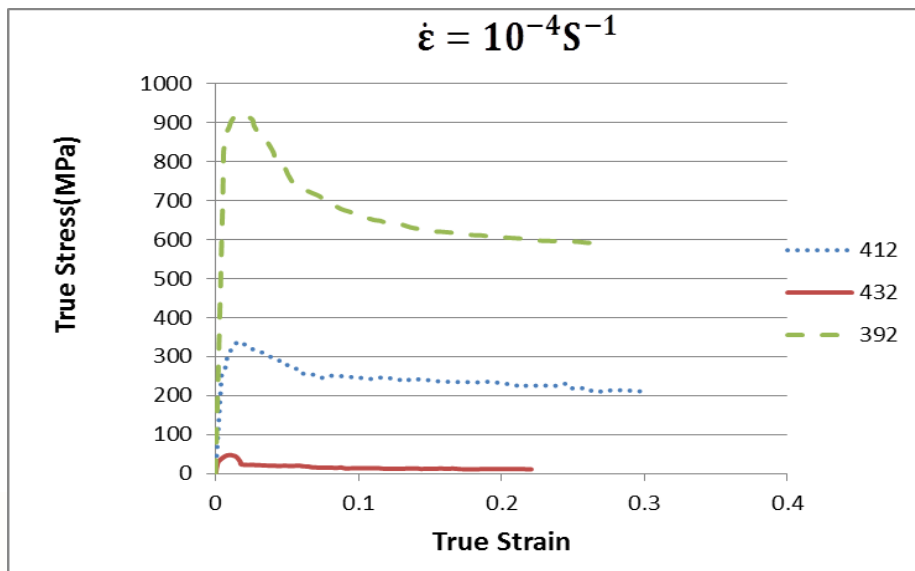
نتایج و بحث

قبل از انجام آزمایشات ساختار آمورف نمونه‌های تهیه شده با استفاده از آنالیز پراش اشعه ایکس^۱ مورد تایید قرار گرفت. وجود پیک پهن از خصوصیات آلیاژهای آمورف می‌باشد و نشان دهنده‌ی این مطلب است که ساختار آلیاژ فاقد نظم بلندبرد اتمی می‌باشد. همچنین هیچگونه پیک تیز که نشان دهنده‌ی ساختار بلوری متناظر با آن پیک باشد در ساختار آلیاژ مشاهده نمی‌شود.



شکل ۲- الگوی پراش اشعه‌ی ایکس آلیاژ آمورف توده‌ای $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$.

شکل ۳ منحنی تنش-کرنش حقیقی در حالت فشاری برای آلیاژ آمورف توده‌ای $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ در نرخ کرنش اولیه $10^{-4} s^{-1}$ در دماهای ۳۹۲، ۴۱۲ و ۴۳۲ درجه سانتیگراد که نزدیک به دمای استحاله انتقال شیشه‌ای می‌باشند را نشان می‌دهد. دمای ۴۱۲ درجه سانتیگراد دمای آغاز استحاله شیشه‌ای شدن می‌باشد. دمای ۳۹۲ درجه سانتیگراد ۲۰ درجه پایین‌تر از دمای انتقال شیشه‌ای شدن را نشان می‌دهد و دمای ۴۳۲ درجه سانتیگراد نقطه میانی آغاز و پایان استحاله شیشه‌ای شدن می‌باشد. همانطور که مشاهده می‌شود رفتار تغییر شکل این آلیاژ نیز همانند سایر آلیاژهای آمورف توده‌ای به شدت به دما وابسته است.

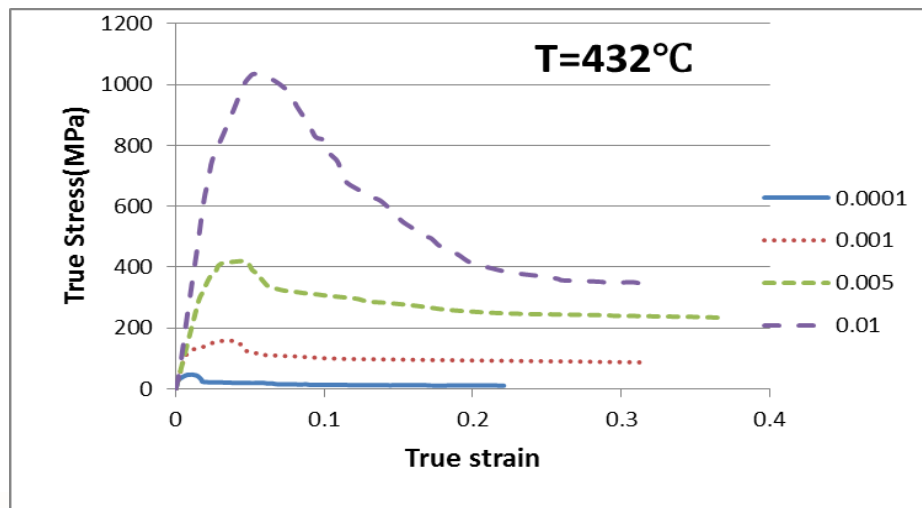


شکل ۳- منحنی تنش - کرنش فشاری آلیاژ آمورف توده‌ای $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$

در نرخ کرنش اولیه $10^{-4} S^{-1}$ در دماهای ۳۹۲، ۴۱۲، و ۴۳۲ درجه سانتیگراد.

در تمام دماها، تغییر شکل پلاستیک با یک پیک تنش (افزایش تنش) شروع می‌شود. همچنین مشاهده می‌شود که با کاهش دما، بزرگی پیک تنش افزایش می‌یابد. پیک تنش نشان دهنده‌ی مقدار تنش معین برای هر دمای مشخص است که به وسیله‌ی آن تنش، مقدار مورد نیاز از تنش‌های برشی داخلی به منظور ایجاد حجم آزاد اضافی فراهم می‌شود. ایجاد حجم آزاد اضافی منجر به افت ویسکوزیته می‌شود. اثر متوالی پرش‌های اتمی اجباری منجر به ادامه یافتن روند کاهش سطح تنش می‌شود تا زمانی که فرایندهای نفوذی جبران مافات می‌کنند و تعادل دینامیکی حجم آزاد به وجود می‌آید.

در شکل ۴ منحنی‌های تنش-کرنش حقیقی آلیاژ آمورف توده‌ای $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ در دمای ثابت ۴۳۲ درجه‌ی سانتیگراد در نرخ‌های کرنش اولیه‌ی مختلف 10^{-4} ، 10^{-3} ، 10^{-2} و $5 \times 10^{-3} S^{-1}$ نشان داده شده است. همان طور که مشاهده می‌شود پیک تنش با کاهش نرخ کرنش به طور یکنواخت کاهش می‌یابد. پیک تنش به عنوان یک پدیده گذرا در آلیاژهای آمورف پایه‌ی زیرکنیم، آلیاژهای پایه‌ی تیتانیوم و آلیاژهای پایه‌ی منیزیم گزارش شده است. این پدیده به تغییر جنبش‌های اتمی به واسطه‌ی تغییرات سریع در حجم آزاد نسبت داده شده است (چوآی (Choi) و هانگ (Hong)، ۲۰۰۷؛ نیچ (Nieh) و وادسورس (Wadsworth)، ۲۰۰۶).



شکل ۴- منحنی تنش- کرنش فشاری آلیاژ آمورف توده‌ای $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$

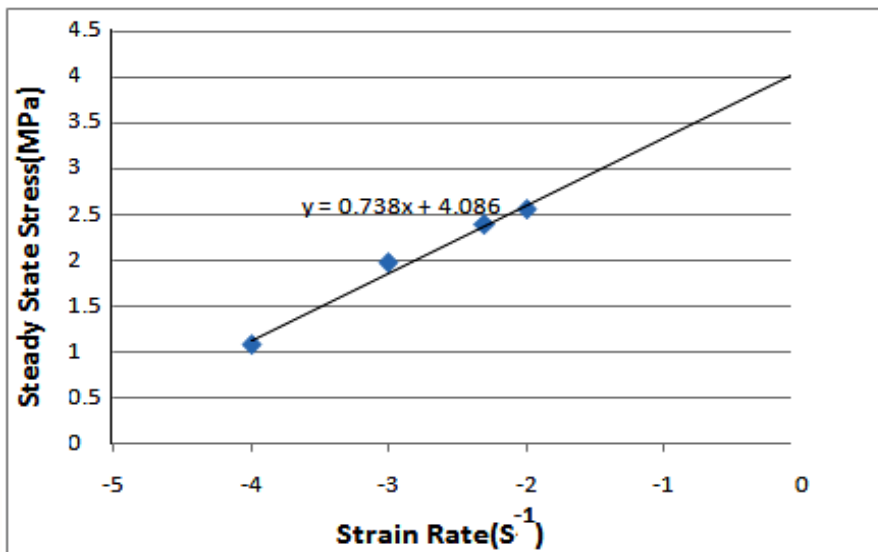
در دمای ۴۳۲ درجه سانتیگراد برای نرخ‌های کرنش مختلف 10^{-2} , 10^{-3} , 10^{-4}

و $5 \times 10^{-3} s^{-1}$

به منظور بررسی بیشتر رفتار سیلان آلیاژ آمورف توده‌ای $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ در دمای ۴۳۲ درجه سانتیگراد، منحنی تنش سیلان ناحیه‌ی پایدار برحسب نرخ کرنش اولیه در مقیاس لگاریتمی رسم گردید. شکل ۵ رابطه‌ی لگاریتمی بین تنش سیلان فشاری و نرخ کرنش اولیه را نشان می‌دهد. شکل منحنی تقریباً به صورت خطی است. شیب منحنی میزان حساسیت به نرخ کرنش m را نشان می‌دهد. تعریف m به صورت زیر است.

$$m = \frac{\partial \log \sigma_{flow}}{\partial \log \dot{\epsilon}} \quad (10)$$

میزان حساسیت به نرخ کرنش برای محدوده‌ی نرخ کرنش آزمایش شده، ۰/۷۳ می‌باشد. با توجه به این که مقدار m بدست آمده بزرگتر از ۰/۳ است، می‌توان گفت که تغییر شکل آلیاژ آمورف مورد مطالعه؛ سوپرپلاستیک مانند است. چان (Chan)، لیو (Liu) و وانگ (Wang)، مقدار m را برای آلیاژ آمورف توده‌ای $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ با استفاده از آزمایش کشش گرم در محدوده‌ی نرخ‌های کرنش مشابه، ۰/۹ اعلام کرده‌اند (۲۰۰۷). دنیل (Daniel) و همکارانش گزارش کرده‌اند که مقدار m برای آلیاژ فوق با استفاده از آزمایش فشار گرم در همان محدوده‌ی نرخ‌های کرنش تقریباً ۰/۶ است (۲۰۰۱). نزدیکی مقدار m به دست آمده از آزمایشات با مقادیر ذکر شده در مراجع نشان‌دهنده‌ی صحت آزمایشات حاضر است.



شکل ۵- ارتباط لگاریتمی بین تنش سیلان فشاری و نرخ کرنش در دمای ۴۳۲

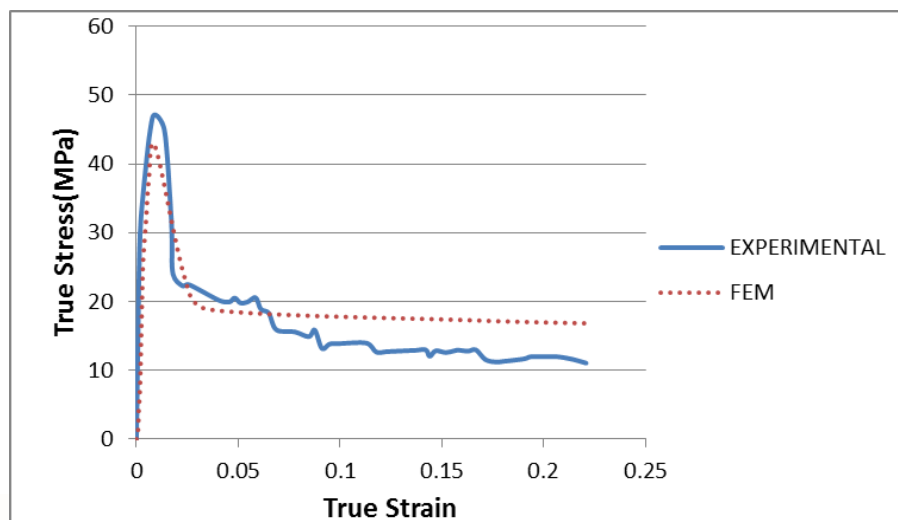
درجه سانتیگراد برای آلیاژ آمورف توده‌ای $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$.

در مدل‌سازی انجام شده رفتار آلیاژ آمورف توده‌ای $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ با توجه به قوانین و روابط بنیادین اسپاین توسط یک زیرروال به عنوان یوزرمتریال به محیط آباکوس معرفی گردید. در جدول ۱، ثوابت ورودی مربوط به یوزرمتریال ذکر گردیده است.

جدول ۱- ثوابت داده شده به زیرروال (گائو، ۲۰۰۶؛ دنیل (Daniel) و همکاران، ۲۰۰۱)

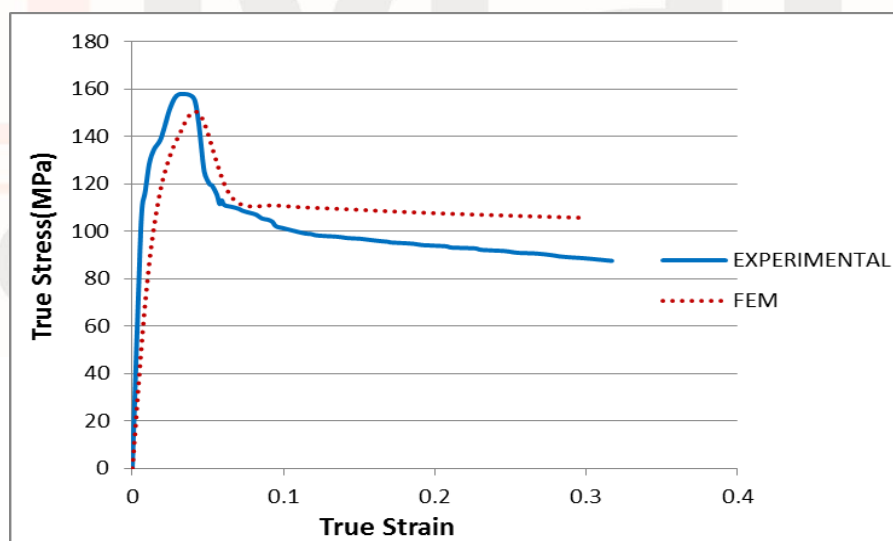
ν	E(Gpa)	n_D	β	$(Gpa)\sigma_0$	ν_f	α
۰/۳۳۳	۹۱/۶	۱۰	۱	۱/۲۹	۰/۰۳	۰/۱۵

در شکل‌های ۶ و ۷ به ترتیب نمودارهای تجربی حاصل از آزمون فشار گرم و همچنین شبیه‌سازی آزمون فشار گرم برای نرخ‌های کرنش 10^{-4} و $10^{-3} s^{-1}$ برای نمونه آورده شده‌اند.



شکل ۶- منحنی تنش-کرنش حقیقی تجربی و محاسبه شده توسط نرم‌افزار برای نرخ

کرنش $10^{-4} s^{-1}$ در دمای ۴۳۲ درجه‌ی سانتیگراد.



شکل ۷- منحنی تنش-کرنش حقیقی تجربی و محاسبه شده توسط نرم‌افزار برای نرخ

کرنش $10^{-3} s^{-1}$ در دمای ۴۳۲ درجه‌ی سانتیگراد.

مطابقت نسبتاً خوب منحنی‌های تنش-کرنش حقیقی محاسبه شده توسط نرم‌افزار با منحنی تجربی نشانگر این مطلب است که مدل به دست آمده از قوانین و روابط بنیادین اسپاین که جهت مدل‌سازی آزمون فشار گرم استفاده شده است، بسیار خوب عمل کرده و می‌تواند نماینده خوبی برای مدل‌سازی عملکرد آلیاژ آمورف توده‌ای $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ در نرخ‌های کرنش مذکور باشد.

با توجه به مطالب بالا می‌توان گفت که علیرغم توان حساسیت به نرخ کرنش بالای ۰/۳ برای آلیاژ مورد مطالعه در محدوده‌ی نرخ کرنش و دمای استفاده شده در این تحقیق نمی‌توان تغییر شکل آلیاژ را سوپرپلاستیک دانست زیرا اولاً تغییر شکل سوپرپلاستیک در جامدات بلورین اتفاق می‌افتد حال آنکه آلیاژ مورد مطالعه در این تحقیق آمورف است و ثانیاً مکانیزم تغییر شکل سوپرپلاستیک لغزش مرزدانه‌ای است در حالیکه با توجه به نتایج شبیه‌سازی می‌توان ایجاد و حذف حجم‌های آزاد در آلیاژ آمورف مورد بررسی را مکانیزم تغییر شکل در نظر گرفت. بنابراین اصطلاح تغییر شکل سوپرپلاستیک مانند برای بیان رفتار تغییر شکلی آلیاژ مورد مطالعه مناسب‌تر است.

نتیجه‌گیری

رفتار تغییر شکل آلیاژ آمورف توده‌ای $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ نشان داد که تغییر شکل پلاستیک با پیک تنش شروع می‌شود. بزرگی پیک تنش با کاهش نرخ کرنش کاهش یافت و با کاهش دما افزایش یافت. در هر سه دمای ۳۹۲، ۴۱۲ و ۴۳۲ درجه‌ی سانتیگراد پلاستیسیته‌ی زیادی مشاهده شد. میزان حساسیت به نرخ کرنش برای محدوده‌ی نرخ کرنش آزمایش شده، ۰/۷۳ می‌باشد. بر پایه‌ی مقدار m به دست آمده می‌توان گفت که تغییر شکل آلیاژ مورد مطالعه در محدوده‌ی دمایی و نرخ کرنش مورد مطالعه سوپرپلاستیک مانند است. به طور کلی مطابقت قابل قبولی میان منحنی‌های تنش-کرنش حقیقی محاسبه شده توسط نرم‌افزار با منحنی تجربی در نرخ‌های کرنش نه چندان بالا وجود داشت و به نظر می‌رسد که مدل به دست آمده از قوانین و روابط بنیادین اسپاین می‌تواند جهت مدل‌سازی عملکرد آلیاژ آمورف توده‌ای $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ به کار رود.

منابع فارسی

حداد سبزواری، محسن و صاحبیان سقی، سمانه. (۱۳۸۶). مروری بر فلزات آمورف. مجله‌ی مهندسی متالورژی، ۲۷ و ۲۸، ۷۴-۸۸.

منابع انگلیسی

Chan, K.C., Liu, L. & Wang, J.F. (2007). "Superplastic deformation of Zr55Cu30Al10Ni5 bulk metallic glass in the supercooled liquid region". J. Non-Cryst. Solids, Vol. 353, Pp. 3758-3763.

Choi, Y.C. & Hong, S.I. (2007). "High-temperature deformation behavior and stress relaxation of Zr-Ti-Cu-Ni-Be bulk metallic glass extracted from commercial golf club heads". Mater. Sci. Eng. A, Vol. 449-451, Pp. 130-133.

Chu, J.P., Chiang, C.L., Wijaya, H., Huang, R.T., Wu, C.W., Zhang, B., Wang, W.H. & Nieh, T.G. (2006). "Compressive deformation of a bulk Ce-based metallic glass". Scripta Mater, Vol. 55, Pp. 227-230.

Cohen, M. & Turnbull, D. (1958). "Concerning reconstructive transformation and formation of metallic glass". Journal of Chemical Physics, Vol. 31, Pp.1164.

Daniel, B.S.S., Reger-Leonhard, A., Heilmaier, M., Eckert, J. & Schultz, L. (2001). "Thermal Relaxation and High Temperature Creep of Zr55Cu30Al10Ni5 Bulk Metallic Glass ". Mechanics of Time-Dependent Materials, Vol. 6, Pp. 193-206.

De Hey, P., Sietsma, J. & Van den Beukel, A. (1998). "Structural disordering in amorphous Pd40Ni40P20 induced high temperature deformation". Acta Mater, Vol. 46, Pp. 5873-5882.

Gao, Y.F. (2006). "An implicit finite element method for simulating inhomogeneous deformation and shear bands of amorphous alloys based on the free volume model". J. Modelling Simul. Mater. Sci. Eng, Vol. 14, Pp. 1329-1345.

Henann, D. Anand, L. (2008). "A constitutive theory for the mechanical response of amorphous metals at high temperatures spanning the glass transition temperature: Application to microscale thermoplastic forming". Acta Materialia, Vol. 56, Pp. 3290-3305.

Inoue, A., (2000). "Stabilization of metallic supercooled liquid and bulk amorphous alloys". Acta Mater, Vol. 48, Pp. 279-306.

Kawamura, Y., Nakamura, T., Kato, H., Mano, H. & Inoue, A. (2001). "Newtonian and non-Newtonian viscosity of supercooled liquid in metallic glasses". Mater. Sci. Eng. A, Vol. 304-306, Pp. 674-678.

Klement, W., Willens, R. H. & Duwez, P. (1960). "Non-crystalline structure in solidified gold-silicon alloys". Nature, Vol. 187, Pp. 869-870.

Lu, J., Ravichandran, G. & Johnson, W.L. (2003). "Deformation behavior of the Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni₁₀Be_{22.5} bulk metallic glass over a wide range of strain-rates and temperatures". Acta Mater, Vol. 51, Pp. 3429-3443.

Nieh, T.G. & Wadsworth, J. (2006). "Homogeneous deformation of bulk metallic glasses". Scripta Mater, Vol. 54, Pp. 387-392.

Peker, A. & Johnson, W.L. (1993). "A highly processable metallic glass Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10.0}Be_{22.5}", Appl. Phys. Lett 63: 2341-2344

Shen, T.D. & Schwarz, R.B. (1999). "Bulk ferromagnetic glasses prepared by flux melting and water quenching". Appl. Phys, Lett. 75, Pp.49-51.

Spaepen, F. (1977). "A microscopic mechanism for steady state inhomogeneous flow in metallic glasses". Acta Materialia, Vol. 25, Pp. 407.

iMat
Conference 2014